

**MANUFACTURE OF HIGH PERMEABILITY AND HIGH STRENGTH STEEL SHEET FOR CATHODE-RAY TUBE BAND**

**Patent number:** JP2001040417  
**Publication date:** 2001-02-13  
**Inventor:** HONDA HIRONOBU; SUZAKI TSUNETOSHI;  
HAMANAKA SEIICHI  
**Applicant:** NISSHIN STEEL CO LTD  
**Classification:**  
- **international:** C21D9/46; C22C38/00; C22C38/06; H01J9/24;  
H01J29/87; C21D9/46; C22C38/00; C22C38/06;  
H01J9/24; H01J29/87; (IPC1-7): C21D9/46; C22C38/00;  
C22C38/06; H01J9/24; H01J29/87  
- **european:**  
**Application number:** JP19990214343 19990728  
**Priority number(s):** JP19990214343 19990728

**Report a data error here****Abstract of JP2001040417**

**PROBLEM TO BE SOLVED:** To provide a steel sheet for cathode-ray tube band, capable of being easily manufactured and having high strength and high magnetic permeability. **SOLUTION:** A steel slab, which has a composition containing 0.005-0.06% C, 0.05-1.5% Mn, <=0.02% S, 0.019-0.15% Al, and <=0.005% N and also containing, if necessary, either or both of <=0.9% Si and <=0.15% P, is hot rolled. The resultant steel plate is subjected to primary cold rolling at >=60% cold rolling rate, to primary annealing, and to secondary cold rolling at 5-60% cold rolling rate, followed by continuous annealing at 720-900 deg.C. The resultant steel sheet is used as a solid material or as a plated steel sheet prepared by the application of electroplating with Zn, Ni, Cr, or alloys thereof to improve corrosion resistance. It is preferable to coil the hot rolled steel strip at 500-700 deg.C at hot rolling. Moreover, the continuously annealed steel sheet or the continuously annealed and electroplated steel sheet can be subjected to temper rolling at <=2.5% elongation percentage and then to roller leveling at <=2.0% elongation percentage at sheet surface.

---

Data supplied from the esp@cenet database - Worldwide

(19)日本国特許庁 (JP)

(12)公開特許公報 (A)

(11)特許出願公開番号

特開2001-40417

(P 2001-40417 A)

(43)公開日 平成13年2月13日(2001.2.13)

(51) Int.Cl.	識別記号	F I	マーク	(参考)
C21D 9/46		C21D 9/46	F	4K037
C22C 38/00	301	C22C 38/00	301	R 5C012
38/06		38/06		5C032
H01J 9/24		H01J 9/24		A
29/87		29/87		

審査請求 未請求 請求項の数 4 O L (全7頁)

(21)出願番号	特願平11-214343	(71)出願人	000004581 日新製鋼株式会社 東京都千代田区丸の内3丁目4番1号
(22)出願日	平成11年7月28日(1999.7.28)	(72)発明者	本田 広宣 広島県吳市昭和町11番1号 日新製鋼株式会社技術研究所内
		(72)発明者	洲崎 恒年 広島県吳市昭和町11番1号 日新製鋼株式会社技術研究所内
		(74)代理人	100092392 弁理士 小倉 亘

最終頁に続く

(54)【発明の名称】高透磁率ブラウン管バンド用高強度鋼板の製造方法

(57)【要約】

【目的】 製造が容易で高強度・高透磁率のブラウン管バンド用鋼板を得る。

【構成】 C : 0.005 ~ 0.06%, Mn : 0.05 ~ 1.5%, S : 0.02%以下, Al : 0.019 ~ 0.15%, N : 0.005%以下, 必要に応じ Si : 0.9%以下, P : 0.15%以下の1種又は2種を含む鋼スラブを熱間圧延した後、冷延率60%以上で一次冷間圧延し、一次焼鈍後、冷延率5~60%で二次冷間圧延し、次いで720~900°Cの温度域で連続焼鈍する。得られた鋼板は、無垢材として、或いはZn, Ni, Cr又はこれらの合金の電気めっきを施して耐食性を改善しためっき鋼板として使用される。熱間圧延では、熱延鋼帯を温度500~700°Cで巻き取ることが好ましい。また、連続焼鈍された鋼板又は連続焼鈍後に電気めっきを施した鋼板を伸び率2.5%以下で調質圧延し、次いで板表面伸び率2.0%以下のローラーレベラーを施しても良い。

## 【特許請求の範囲】

【請求項1】 C : 0. 005~0. 06 重量%, Mn : 0. 05~1. 5 重量%, S : 0. 02 重量%以下, A1 : 0. 019~0. 15 重量%, N : 0. 005 重量%以下を含み、残部が実質的に Fe の組成をもつ鋼スラブを熱間圧延した後、冷延率 60% 以上で一次冷間圧延し、一次焼鈍後、冷延率 5~60% で二次冷間圧延し、次いで 720~900°C の温度域で連続焼鈍する高透磁率ブラウン管バンド用高強度鋼板の製造方法。

【請求項2】 更に Si : 0. 9 重量% 以下, P : 0. 15 重量% 以下の 1 種又は 2 種を含む鋼スラブを使用する請求項1記載の高透磁率ブラウン管バンド用高強度鋼板の製造方法。

【請求項3】 請求項1又は2記載の鋼スラブを巻取り温度 500~700°C で熱間圧延する高透磁率ブラウン管バンド用高強度鋼板の製造方法。

【請求項4】 連続焼鈍された鋼板又は連続焼鈍後に電気めっきを施した鋼板を伸び率 2. 5% 以下で調質圧延し、次いで板表面伸び率 2. 0% 以下のローラーレベラーを施す請求項1~3の何れかに記載の高透磁率ブラウン管バンド用高強度鋼板の製造方法。

## 【発明の詳細な説明】

## 【0001】

【産業上の利用分野】 本発明は、テレビ、OA機器等に組み込まれる陰極線管のパネル部周囲を締結するブラウン管バンドとして使用される高透磁率・高強度鋼板を製造する方法に関する。

## 【0002】

【従来の技術】 陰極線管は、内部の高真空状態によるパネル面の凹状変形や内爆を防止するため、パネル部の周囲をブラウン管バンドで締結している。ブラウン管バンドとしては、常温状態でパネル部の周長よりも 0. 2~0. 6% 程度短い内周長さをもつ板厚 0. 8~2. 0 mm 程度の鋼板が使用されている。ブラウン管バンドの装着に際しては、450~500°C の加熱により熱膨張させたブラウン管バンドをパネル部の周辺に装着し、直ちに急冷することにより生じる熱収縮によってパネル部に緊締する焼き嵌め法が採用されている。ブラウン管バンドの緊締により締付け力が発生する。締付け力は、管内が  $10^{-6}$  トール程度の高真空状態であるために 100~200 μm 程度凹面状に変形していたパネル面の形状を補正し、凹面状変形を解消する機能を呈する。また、軟磁性材料である鋼板から作られたブラウン管バンドは、200 程度の透磁率  $\mu_{r,0}$  (磁場強度: 0. 35 エルステッド) をもっており、陰極線管内部を磁気シールドする作用も呈する。

【0003】 このような機能を受け持つブラウン管バンドに使用される材料には、張力特性及び磁気シールド性の双方に優れていることが要求される。特に、陰極線管が大型化、フラット化、軽量化及び高精細化している近

年の傾向に応じ、優れた張力特性及び磁気シールド性を両立させた材料に対する要求が強くなる一方である。大型化、フラット化及び軽量化に関してはブラウン管バンドの張力性能が重要な特性であり、高精細化に関しては色々の原因の一つとなる地磁気による電子ビームのランディング変動（地磁気ドリフト）を抑制するため磁気シールド性能が重要な特性である。

【0004】 ブラウン管バンドに使用される鋼板では、張力特性の向上に必要な高強度化と磁気シールドの向上に必要な高透磁率化とは相反する関係にある。因みに、高強度化のために高強度鋼板を使用したブラウン管バンドは、不充分な磁気シールド性能のために地磁気ドリフトが劣化し、実用に供し得ない。相反する特性である高強度化と高透磁率化とを両立させたブラウン管バンドを得るため、固溶強化元素である Si を C : 0. 005 重量% 以下の極低炭素鋼組成に多量添加した冷延鋼板、いわゆるケイ素鋼板（電磁鋼板）からブラウン管バンドを製造する方法が特開平 10-208670 号公報、特開平 10-214578 号公報等で紹介されている。この冷延鋼板に圧下率 3~15% の軽冷延を施すと、焼き嵌め相当の加熱冷却サイクルを経た状態で磁場強度 0. 3 エルステッドにおける透磁率  $\mu_{r,0}$  が 250 以上、降伏応力が 400 N/mm<sup>2</sup> 以上になると報告されている。

## 【0005】

【発明が解決しようとする課題】 Si の多量添加は、磁気異方性定数を下げて透磁率を向上させると共に、固溶強化による降伏応力の向上を狙っている。軽冷延は、加工硬化によって鋼板の降伏応力を向上させる作用を呈する。Si の多量添加は、軽冷延と相俟って高強度化及び高透磁率化の両立にある程度有効であるものの、新たな問題を派生させる。鉄鋼メーカーで大量生産されている鋼種において、C : 0. 005 重量% 以下のレベルまで極低炭素化すること及び Si の多量添加は、製鋼コストが高騰する原因である。また、多量の Si を添加すると、冷延性、生産性等が低下して製造コストが上昇するばかりでなく、材質的にも非常に脆くなり、曲げ加工程度の軽加工によっても破断する場合もある。

【0006】 この点、特開平 10-208670 号公報、特開平 10-214578 号公報で紹介されている鋼板は一般的な鋼板とは言い難く、特殊な鋼板に当たる。しかも、軽冷延は、加工硬化によって降伏応力を向上させる上では有効であるものの、透磁率を大幅に低下させる原因であり、極低炭素化及び Si の多量添加で得られる高透磁率特性を打ち消す方向に働く。降伏応力の上昇に応じた透磁率の相対的劣化は、焼鈍条件及び軽冷延時の冷延率を適正に組み合わせることにより低位に抑制できるとされているが、依然として劣化した透磁率を十分に回復させるには至っていない。

## 【0007】

【課題を解決するための手段】 本発明は、固溶 C による

時効硬化を高強度化に利用し、セメンタイト (Fe, C) の析出形態、サイズ及びフェライト結晶粒径を製造条件で制御することにより、極低炭素化及びSiの多量添加を必要とせず、一般材と同等の生産性をもつ組成の鋼種を使用し、高強度化及び高透磁率化を両立させ、成形加工性にも優れたブラウン管バンド用鋼板を提供することを目的とする。

【0008】本発明の製造方法は、その目的を達成するため、C: 0.005~0.06重量%, Mn: 0.05~1.5重量%, S: 0.02重量%以下, Al: 0.019~0.15重量%, N: 0.005重量%以下を含み、残部が実質的にFeの組成をもつ鋼スラブを熱間圧延した後、冷延率60%以上で一次冷間圧延し、一次焼純後、冷延率5~60%で二次冷間圧延し、次いで720~900℃の温度域で連続焼純することを特徴とする。鋼スラブとしては、Si: 0.9重量%以下, P: 0.15重量%以下の1種又は2種を含むものも使用できる。

【0009】得られた鋼板は、無垢材として、或いはZn, Ni, Cr又はこれらの合金の電気めっきを施して耐食性を改善しためっき鋼板として使用される。熱間圧延では、熱延された鋼帯を温度500~700℃で巻き取ることが好ましい。また、連続焼純された鋼板又は連続焼純後に電気めっきを施した鋼板を伸び率2.5%以下で調質圧延し、次いで伸び率2.0%以下のローラーレベラーを施しても良い。

#### 【0010】

【作用】本発明では、極低炭素化及びSiの多量添加を必要としない通常組成の鋼種を対象としている。そして、ブラウン管バンド用鋼板に必要な材質特性のうち、高強度化（高降伏応力化）に関しては、マトリックスに残留させた固溶Cの時効硬化により改善している。高透磁率化は、セメンタイト (Fe, C) の析出形態及び析出サイズを調整し、フェライト結晶粒径を大きくすることにより向上する。

【0011】時効硬化によって鋼板の高強度化を図る本発明においては、基本的に0.005重量%以上のCを含む鋼種が対象となり、Siの固溶強化を利用して高強度化する先行技術のようにC: 0.005重量%以下の極低炭素化を必要としないため、製鋼コストを高騰させない。時効硬化を高強度化に利用するため、パネル部に焼き嵌めされる前のブラウン管バンドは、軟質で加工性が良好である。したがって、ブラウン管バンドに成形加工する際に成形が容易で、曲げ加工割れ等の欠陥発生がない。そして、パネル部に装着されたブラウン管バンドを焼き嵌め処理するとき、450~500℃程度の加熱・冷却サイクルの過程で固溶Cが転位に析出する。析出したCは、転位を固定するインヒビタとして働き、鋼板の降伏応力を高める。

#### 【0012】マトリックスに固溶しているCは、大部分

がセメンタイト (Fe, C) として析出する。一般的にいってセメンタイト (Fe, C) の析出により透磁率は低下するが、透磁率の低下度合いに及ぼす影響はフェライト結晶粒内にセメンタイト (Fe, C) を微細分散させた場合に最も大きく現れ、フェライト結晶粒界にセメンタイト (Fe, C) を析出・凝集させ且つフェライト結晶粒を大きく成長させるとき透磁率の低下度合いに及ぼす影響が極端に小さくなる。その結果、ブラウン管バンド用鋼板に要求される高透磁率特性が得られる。好適なセメンタイト (Fe, C) の析出形態、析出サイズ及びフェライト結晶粒の粗大化は、高温巻取りの熱間圧延、比較的の低冷延率の二次冷間圧延及び二次焼純としての高温連続焼純を組み合わせることにより達成される。

【0013】透磁率は、二次焼純後の精整工程又は電気めっき後に板形状を確保するために実施されている調質圧延によっても低下する。調質圧延は、一般に伸び率0.5~3%程度の軽冷延であるが、このときに導入される塑性歪み及び残留応力が透磁率低下の原因である。調質圧延で低下した透磁率は、調質圧延後にローラーレベラーを付与することにより回復できる。

#### 【0014】

【実施の形態】以下、本発明で使用する鋼材の成分・組成、製造条件等を説明する。

C: 0.005~0.06重量%

強度向上に有効な合金成分であるが、本発明においては特にブラウン管バンド用鋼板に要求される高強度化に必須の成分である。Cの一部は、連続焼純された状態では固溶Cになり、焼き嵌め処理時の時効硬化によって鋼板に高い降伏応力を付与する。このためには、0.005重量%以上のCを含むことが必要であるが、0.06重量%を超える多量のCが含まれると焼き嵌め後の透磁率μ<sub>111</sub>が劣化する傾向がみられる。

Mn: 0.05~1.5重量%

不可避的に混入するSをMnSとして固定し、熱間加工性を改善する合金成分である。Mnの効果は0.05重量%以上で顕著になるが、1.5重量%を超える過剰量のMnが含まれると加工性が劣化し、焼き嵌め後の透磁率μ<sub>111</sub>も劣化する。

#### 【0015】S: 0.02重量%以下

鋼板にとって有害な成分であり、介在物として鋼板中に存在すると熱延性及び透磁率の双方に悪影響を及ぼすことから、極力低減することが好ましい。しかし、過度にS含有量を下げることは製鋼コストの上昇を招くため、本発明では透磁率に悪影響を与えない限度としてS含有量の上限を0.02重量%に設定した。

Al: 0.019~0.15重量%

脱酸剤として鋼中介在物の低減に有効な合金成分であり、NをAINとして固定する作用も呈し、0.019重量%以上のAl添加で効果を發揮する。しかし、生成したAINは、フェライト結晶粒の粒成長を阻害する。

フェライト結晶粒の成長抑制作用には、A1含有量を下げてA1Nの生成量を少なくし、或いは0.15重量%を超える多量のA1を添加してA1Nを十分に粗大化する方法等が採用されている。この点、本発明が対象とする成分系では、A1Nの生成を特別に制御しなくても、目標サイズにフェライト結晶粒が粗大化する。したがって、A1含有量は、鋼中介在物の低減を主眼として0.15重量%以下に規制される。他方、0.15重量%を超える多量のA1が含まれると、鋼板の表面品質が劣化する傾向がみられる。

#### 【0016】N: 0.005重量%以下

フェライト結晶粒の粒成長を阻害するA1Nを生成するため、極力低減することが好ましく、本発明ではN含有量の上限を0.005重量%に規定した。

#### Si: 0.9重量%以下

必要に応じて添加される合金成分であり、固溶強化によって鋼板を高強度化する。しかし、多量のSiを含有させると加工性が劣化するので、本発明においてはSi含有量の上限を0.9重量%に設定した。

#### P: 0.15重量%以下

必要に応じて添加される合金成分であり、固溶強化によって鋼板を高強度化する作用を呈する。また、固溶Cを増量させる上でも有効な合金成分である。しかし、鋼板中に偏析し易く、0.15重量%を超える多量のP含有は鋼板を脆化させる原因になる。

【0017】熱間圧延: 卷取り温度500~700°C  
所定組成の鋼スラブは、常法に従って熱間圧延され、卷取り温度500~700°Cでコイルに巻き取られる。熱間圧延時のスラブ加熱温度及び仕上げ温度は特に制約されるものではないが、それぞれ1100~1250°C及び840~950°Cの温度範囲に設定することが好ましい。卷取り温度は、セメンタイト(Fe, C)の粗大化を促進させる上で500°C以上が好ましい。しかし、700°Cを超える巻取り温度では、セメンタイト(Fe, C)の粗大化が過度に進行し、曲げ加工などの成形加工時に粗大セメンタイトを起点とするクラックが発生し、加工割れが生じ易くなる。

#### 【0018】一次冷間圧延: 冷延率60%以上

一次冷間圧延は、二次冷間圧延時の冷延率を適正量にするために必要な工程であるが、冷延率に格別の制約を受けるものではない。熱延鋼帯の板厚は通常2~5mm程度であり、製品板厚が1mm程度の薄物になると、1回の冷間圧延による製造ラインでは熱延鋼帯の板厚と製品板厚との関係から冷延率が決定されるため高冷延率とならざるを得ず、適切な低い冷延率を設定できなくなる。この点、二次冷間圧延時の冷延率を適正量にするため、一次冷間圧延の冷延率を60%以上に設定することが好ましい。60%に達しない冷延率では、二次冷間圧延後の最終焼鈍によって粗大なフェライト結晶粒が安定条件下で得られなくなる。

#### 【0019】一次焼鈍

一次冷間圧延で生じた冷延組織は、一次焼鈍で再結晶する。一次焼鈍には、通常の再結晶焼鈍条件を採用できる。ただし、この時点でフェライト結晶粒を大きく成長させると、最終焼鈍によるフェライト結晶粒の粗大化が困難になる。フェライト結晶粒の成長を抑えるためには、再結晶温度以上であって780°C以下の温度域で一次焼鈍することが好ましい。

#### 【0020】二次冷間圧延: 冷延率5~60%

- 10 二次冷間圧延では、フェライト結晶粒を粗大に成長させるため低冷延率が採用される。冷延率はフェライト結晶粒の粗大化に大きく影響し、冷延率が高くなるほどフェライト結晶粒が小さくなる傾向を示し、透磁率もフェライト結晶粒の大きさに比例して変化する。しかし、5%未満の冷延率では、安定して粗大化したフェライト結晶粒を得ることが困難になる。また、必要以上にフェライト結晶粒を粗大化させると、透磁率は向上するものの降伏応力が低下する。逆に60%を超える冷延率では、フェライト結晶粒が粗大化しなくなり、透磁率 $\mu_{r,s} \geq 4$

- 20 50が得られ難くなる。このようなことから、本発明では二次冷間圧延の冷延率を5~60%，好ましくは10~50%の範囲に設定する。

#### 【0021】高温連続焼鈍(二次焼鈍): 焼鈍温度720~900°C

二次冷間圧延後の二次焼鈍としては、フェライト結晶粒を再結晶・粗大化させ、その後の冷却過程で固溶Cを残留させるため連続焼鈍が採用される。高い焼鈍温度ほどフェライト結晶粒の粗大化が進行し、高透磁率特性が得られる。フェライト結晶粒の粗大化は、720°C以上の焼鈍温度で顕著になる。しかし、900°Cを超える焼鈍

- 30 温度では、表面疵、板切れ等の欠陥が発生し易くなる。ところで、通常の連続焼鈍ラインでは、過時効帯が付設されている。この連続焼鈍ラインを使用するとき、過時効条件に特段の制約が加わるものではない。しかし、低い過時効温度では微細なセメンタイト(Fe, C)がフェライト結晶粒内にも析出し始めるため、過時効温度を350°C以上に設定しフェライト結晶粒内のセメンタイト析出を抑制することが好ましい。また、過時効処理後の冷却では、60°C/分以上の冷却速度が好ましい。

#### 40 【0022】調質圧延: 伸び率2.5%以下

鋼板は、連続焼鈍後も比較的所定の板形状を確保しているが、良好な板形状が必要な場合には連続焼鈍後、又は連続焼鈍後に電気めつきを施した後で調質圧延される。しかし、調質圧延によって導入される塑性変形や残留応力によって透磁率が低下する。そのため、透磁率が大きく低下しないように、可能な限り低い伸び率で調質圧延することが好ましい。透磁率低下に及ぼす調質圧延の影響を調査したところ、伸び率を2.5%以下に設定した調質圧延では透磁率の低下度合いを小さくできることが

- 50 判った。

【0023】ローラーレベラー：伸び率2.0%以下調質圧延で低下した透磁率は、調質圧延後のローラーレベラーで残留応力を低減することによって回復する。ローラーレベラーでは、板表面の最大歪み量2.0%以下が透磁率の回復に有効であり、2.0%を超える歪み量では透磁率の回復が望めない。

【0024】

【実施例1】表1に示した組成をもつ鋼スラブを表2に示す条件で板厚4.2mmの熱延鋼帶に熱間圧延し、冷

延率72%の一次冷間圧延、焼鈍温度720℃の連続焼鈍、冷延率15%の二次冷間圧延を経て板厚1.0mmの冷延鋼帶を製造した。得られた冷延鋼帶を連続焼鈍炉に通板して850℃で焼鈍し、焼鈍後の冷却過程において490℃で過時効処理した。次いで、電気めっきラインに通板し、付着量20g/m<sup>2</sup>の電気Zn-Niめつきを施した。

【0025】

表1：実施例で使用した鋼材の成分・組成

鋼種番号	合金成分及び含有量(重量%)											区分
	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Al	N	Ti	
1	0.002	0.01	0.26	0.013	0.011	0.01	0.01	0.03	0.032	0.0028	—	比較例
2	0.001	0.03	0.28	0.011	0.006	0.02	0.03	0.02	0.029	0.0024	0.08	
3	0.008	0.65	0.54	0.011	0.014	0.02	0.04	0.03	0.059	0.0034	—	本発明例
4	0.018	0.03	0.23	0.019	0.008	0.02	0.01	0.02	0.027	0.0025	—	
5	0.032	0.01	0.37	0.048	0.009	0.03	0.02	0.02	0.022	0.0024	—	
6	0.047	0.04	0.22	0.008	0.009	0.01	0.02	0.02	0.019	0.0014	—	
7	0.093	0.02	0.20	0.007	0.013	0.02	0.02	0.01	0.023	0.0029	—	比較例
8	0.001	2.21	0.20	0.010	0.013	0.02	0.02	0.01	0.004	0.0030	—	

【0026】各電気めっき鋼帶から圧延方向と平行に試験片を切り出し、密着曲げ試験に供し、曲げ加工時の割れ発生によって加工性を評価した。また、焼き嵌め相当の熱処理(500℃×5秒→空冷)を施した後、引張試験及び磁気特性試験に供した。密着曲げ試験では、JIS Z 2248に準拠した密着曲げを行い、クラック発生の有無によって曲げ性を調査した。引張試験ではJIS Z 2201の5号試験片を用い、JIS Z 2241に準拠して引張り特性を測定した。磁気特性試験では、JIS C 2204に準拠してリング試験片の磁場強度0.35エルステッドにおける透磁率 $\mu_{0.15}$ を測定した。

【0027】表2の調査結果にみられるように、本発明に従った鋼種番号3～6は、降伏応力が270N/mm<sup>2</sup>以上、透磁率が $\mu_{0.15} \geq 450$ と高く、高強度・高透磁率の鋼板であることが判った。他方、鋼種番号1、2(比較例)は、良好な透磁率 $\mu_{0.15}$ を示したものの、降伏応力が低く、必要とする高強度が得られなかった。低

い降伏応力は、鋼種番号1ではC含有量が少なく、鋼種番号2ではC含有量が少ない上にCをTiCとして固定するTiを含んでいるために、時効硬化による降伏応力の向上がなかったことが原因である。

【0028】また、多量のCを含む鋼種番号7では、連続焼鈍時に固溶Cの析出サイトであるセメンタイト(Fe<sub>3</sub>C)が多量に存在するため固溶C量が減少している。そのため、時効硬化による降伏応力の向上は期待できないが、セメンタイト析出量の増加による降伏応力向上効果が発現し、一応の高降伏応力を示した。しかし、フェライト結晶粒内にも多量のセメンタイト(Fe<sub>3</sub>C)が析出したため、透磁率 $\mu_{0.15}$ が低く、必要な高透磁率特性が得られなかった。鋼種番号8は、Si含有量が高いため高降伏応力及び高透磁率を示すが、Siによる固溶強化効果が大きく加工性に劣るため密着曲げ試験でクラックが発生した。

【0029】

表2：鋼種及び熱延条件が製品特性に及ぼす影響

鋼種番号	熱延		セメンタイト析出状態	製品鋼板の密着曲げ性 $O^t \text{mm}$	焼きばめ相当処理後		区分
	仕上げ温度 ℃	巻取り温度 ℃			降伏応力 $N/\text{mm}^2$	透磁率 $\mu_{0.85}$	
1	930	550	微細析出	○	157	1160	比較例
2	930	630	微細析出	○	133	680	
3	910	600	粒界に少量析出	○	283	1070	本発明例
4	910	600	粒界に少量析出	○	308	1010	
5	890	550	粒界に中量析出	○	330	760	
6	880	520	粒界に少量析出	○	343	570	
7	860	500	粒内及び粒界に多量析出	○	337	280	比較例
8	940	600	微量析出	×	366	1130	

密着曲げ性は、クラックなしを○、クラック発生を×で評価した。

## 【0030】

【実施例2】鋼種番号4(表1)の鋼スラブから得られた板厚4.2mmの熱延鋼帯を冷延率4.5~8.0%で一次冷間圧延した後、焼鈍温度730℃で連続焼鈍し、次いで種々の冷延率で二次冷間圧延した。得られた冷延鋼帯を連続焼鈍ラインに通板し、焼鈍温度830℃で連続焼鈍し、引き継ぎ480℃で時効処理した後、伸び率0.8%の調質圧延を施した。更に、電気めっきラインで付着量20g/m<sup>2</sup>の電気Zn-Niめっきを施し、表面最大歪み量1.0%のローラーレベラーでレベリングした。各電気めっき鋼帯から試験片を切り出し、実施例1と同じ密着曲げ試験に供し、曲げ加工時の割れ発生で加工性を評価した。また、焼き嵌め相当の熱処理(5

0℃×5秒→空冷)を施した後で、実施例1と同じ引張試験及び磁気特性試験に供した。

【0031】表3の調査結果にみられるように、本発明で規定した範囲に二次冷延率を設定した試験番号2~5では、降伏応力が270N/mm<sup>2</sup>以上、透磁率が $\mu_{0.85} \geq 450$ と高く、高強度・高透磁率の鋼板が得られた。他方、二次冷延率が2%と低い試験番号1では、再結晶が完了せず、粗大なフェライト結晶粒が得られなかったため、高い降伏応力を示した。また、二次冷延率が8.0%と高すぎる試験番号6では、フェライト結晶粒が微細化するため高い降伏応力が得られるものの、透磁率が $\mu_{0.85} = 210$ と極めて低い値を示した。

## 【0032】

表3: 冷延・焼鈍条件が製品の特性に及ぼす影響 (使用鋼材: 鋼種番号4)

試験番号	一次冷延 冷延率, %	一次焼鈍 焼鈍温度, ℃	二次冷延 冷延率, %	二次焼鈍 焼鈍温度, ℃	製品		焼きばめ相当処理後			区分
					板厚 mm	密着曲げ性 $O^t \text{mm}$	降伏応力 $N/\text{mm}^2$	透磁率 $\mu_{0.85}$	フェライト 結晶粒径 $\mu\text{m}$	
1	80	730	2	830	2.00	○	373	240	10	比較例
2	76	730	7	830	1.86	○	302	1160	125	
3	70	730	18	830	1.65	○	318	940	74	本発明例
4	64	730	37	830	1.26	○	355	830	37	
5	60	730	50	830	0.84	○	366	530	22	
6	45	730	80	830	0.40	○	382	210	9	比較例

密着曲げ性は、クラックなしを○、クラック発生を×で評価した。

## 【0033】

【発明の効果】以上に説明したように、本発明においては、固溶Cによる時効硬化を高強度化に利用し、フェライト結晶粒やセメンタイト(Fe, C)の粗大化及びセ

メンタイト(Fe, C)のフェライト結晶粒内析出の抑制によって高透磁率化を図っている。そのため、従来の極低炭素鋼板に多量のSiを添加した鋼種にみられる製

鋼コストの上昇がなく、良好な製造性でブラウン管バン

ドに適した鋼板が得られる。しかも、パネル部にブラウン管バンドを焼き嵌めする際の加熱・冷却サイクルにおける時効硬化によって必要強度を付与しているため、ブラウン管バンドに成形されるまでの過程で加工性が確保

され、曲げ加工等によつても割れが発生することがない。このように、本発明によるとき要求特性を十分に満足する高透磁率ブラウン管バンド用時効硬化鋼板が低コストで製造される。

---

フロントページの続き

(72)発明者 浜中 征一

広島県呉市昭和町11番1号 日新製鋼株式  
会社技術研究所内

Fターム(参考) 4K037 EA01 EA04 EA05 EA11 EA13  
EA15 EA18 EA20 EA23 EA25  
EA27 EB08 EB09 FC04 FE01  
FE02 FE03 FG01 FG03 FH01  
FJ05 FL01 FM01 GA05 JA06  
5C012 AA02 BB01 BB07  
5C032 AA02 CC03 CC10